

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: 64000703 A

(43) Date of publication of application: 05 . 01 . 89

(51) Int. Cl

H01F 1/04  
C21D 6/00  
C22C 19/07  
C22C 38/00  
C22F 1/10

(21) Application number: 62052215

(22) Date of filing: 09 . 03 . 87

(30) Priority:  
15 . 04 . 86 JP 61 86850  
23 . 04 . 86 JP 61 94247  
14 . 05 . 86 JP 61109970  
14 . 05 . 86 JP 61109971  
14 . 05 . 86 JP 61109972  
15 . 05 . 86 JP 61111087  
05 . 02 . 87 JP 62 23509

(71) Applicant: TDK CORP

(72) Inventor: YAJIMA KOICHI  
KAWAMOTO OSAMU  
YONEYAMA TETSUTO

(54) PERMANENT MAGNET AND MANUFACTURE  
THEREOF

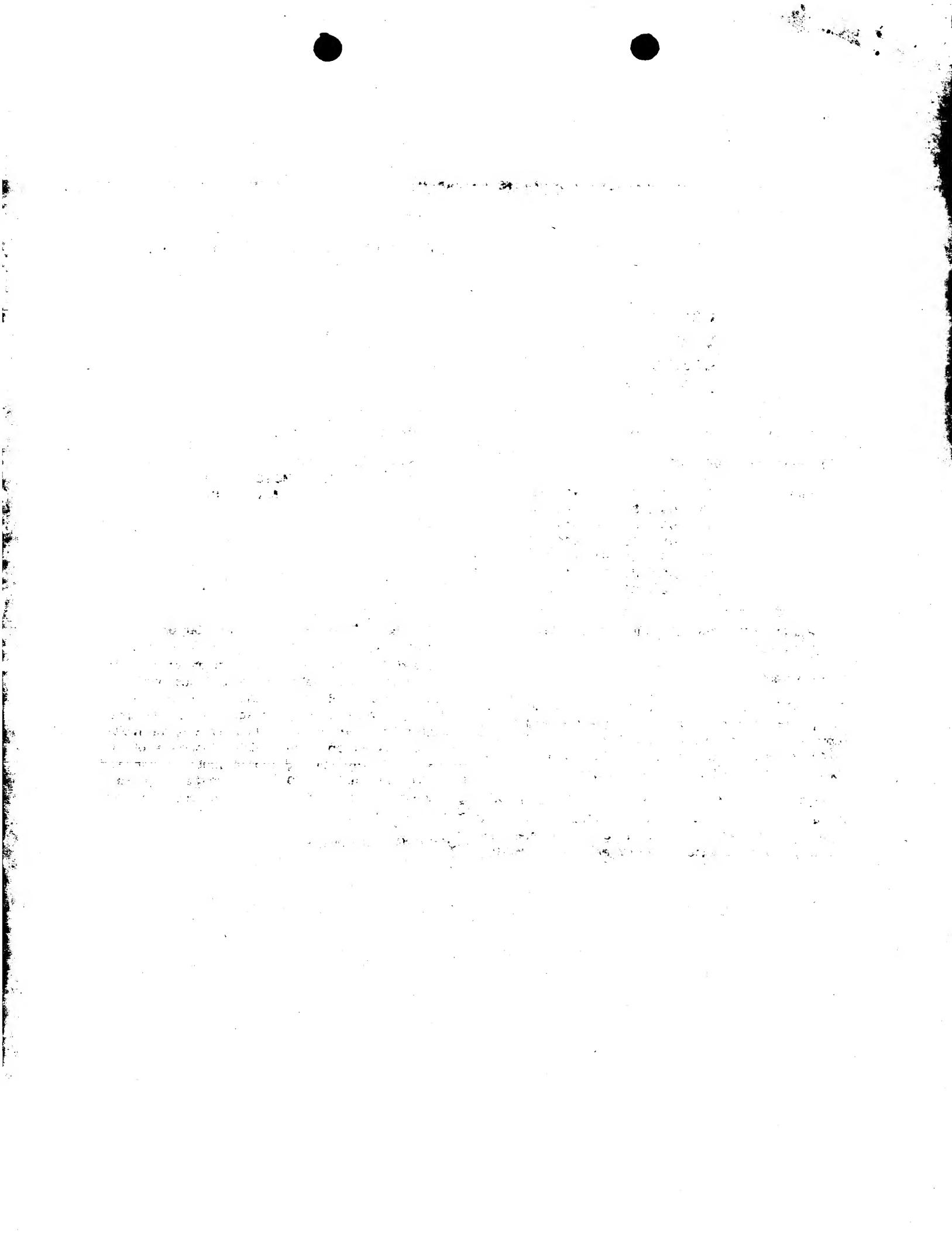
(57) Abstract:

PURPOSE: To obtain uniform stable magnet performance by quenching and solidifying an Fe-R-B system (R represents a rare earth element containing Y) and Fe-Co-R-B system alloy molten metal and annealing the solidified molten metal under specific conditions.

CONSTITUTION: A permanent magnet consists of  $\{Ra(Co_bLa_{1-b})_{1-a}\}_x(Fe_{1-z}Co_z)_{100-x-y-z}B_yM_w$  (where R represents at least one kind of rare earth elements including Y with the exception of Ce and La,  $5.5 \leq x \leq 20$ ,

$2 \leq y < 15$ ,  $0 \leq z \leq 0.7$ ,  $0 < w \leq 10$ ,  $0.80 \leq a \leq 1.00$  and  $0 \leq b \leq 1$  hold and M represents at least one kind of Zr, Nb, Mo, Hf, Ta and W), and composed of crystallite phase or the mixed phase of a crystallite and amorphous phase. An Fe-R-B and Fe-Co-R-B system alloy molten metal having said composition is cooled and solidified at high speed through a liquid quenching method. That is, the molten metal is injected onto the peripheral surface of one revolving roll. The injected molten metal is annealed for 0.001W50 hr at 300W900°C in an inert atmosphere or a vacuum. Accordingly, stable characteristics are acquired easily.

COPYRIGHT: (C)1989,JPO&Japio



## ⑪ 公開特許公報 (A) 昭64-703

⑤Int.Cl.  
H 01 F 1/04  
C 21 D 6/00  
C 22 C 19/07

識別記号 庁内整理番号  
H-7354-5E  
7518-4K  
6813-4K ※審査請求 未請求 発明の数 2 (全15頁)

③公開 昭和64年(1989)1月5日

④発明の名称 永久磁石およびその製造方法

②特 願 昭62-52215

②出 願 昭62(1987)3月9日

優先権主張 ②昭61(1986)4月15日 ③日本(JP) ④特願 昭61-86850

⑥発明者 矢島 弘一 東京都中央区日本橋1丁目13番1号 テイーディーケイ株式会社内

⑥発明者 河本 修 東京都中央区日本橋1丁目13番1号 テイーディーケイ株式会社内

⑥発明者 米山 哲人 東京都中央区日本橋1丁目13番1号 テイーディーケイ株式会社内

⑦出願人 テイーディーケイ株式会社 東京都中央区日本橋1丁目13番1号

⑧代理人 弁理士 青木 朗 外5名

最終頁に続く

## 明細書

## 1. 発明の名称

永久磁石およびその製造方法

## 2. 特許請求の範囲

1.  $\{R_a(Co_bLa_{1-b})_{1-x}\}_x$ 

$(Fe_{1-x}Co_x)_{100-x-y-w}B_yM_w$  (但し、RはCo, Laを除き、Yを包含する希土類元素の少なくとも1種、 $5.5 \leq x \leq 20$ 、 $2 \leq y < 15$ 、 $0 \leq z \leq 0.7$ 、 $0 < w \leq 10$ 、 $0.80 \leq a \leq 1.00$ 、 $0 \leq b \leq 1$ 、MはZr, Nb, Mo, Hf, Ta, Wの少なくとも1種)からなり、微結晶相あるいはアモルファス相との混相からなる粉末をポンド磁石とした特許請求の範囲第1項記載の永久磁石。

2. 高速急冷により得られるリゲン形態である特許請求の範囲第1項記載の永久磁石。

3. 前記微結晶相あるいはアモルファス相の混相よりなる粉末を圧粉した特許請求の範囲第1項記載の永久磁石。

4. 高速急冷により得られたリゲンを粉碎後圧粉した特許請求の範囲第3項記載の永久磁石。

5. 前記組成を有する粉末を温間加工により塑

性加工してなる特許請求の範囲第1項記載の異方性永久磁石。

6. 微結晶相あるいはアモルファス相との混相からなる粉末をポンド磁石とした特許請求の範囲第1項記載の永久磁石。

7. ほぼ20kOeの低磁場で9.5%以上落磁可能な特許請求の範囲第1項から第6項までの何れか1項に記載の永久磁石。

8.  $x$  (Rの含有量)  $\geq 1.2$  である特許請求の範囲第1項から第7項までの何れか1項に記載の永久磁石。

9.  $x$  (Rの含有量)  $< 1.2$  である特許請求の範囲第1項から第7項までの何れか1項に記載の永久磁石。

10.  $x$  (Rの含有量)  $< 1.0$  である特許請求の範囲第9項記載の永久磁石。

11.  $x$  (Rの含有量)  $6.5 \leq x < 1.0$  である特許請求の範囲第10項に記載の永久磁石。

12.  $y$  (Bの含有量)  $4 \leq y \leq 1.2$  であり、またW (Mの含有量)  $2 \leq w \leq 1.0$  である特許

請求の範囲第1項から第11項までのいずれか1項に記載の永久磁石。

13. 保磁力( $I_{He}$ )が $7kOe$ 以上である特許請求の範囲第1項から第12項までのいずれか1項に記載の永久磁石。  
ホド磁石以外の磁石である。

14. 最大エネルギー積( $(BH)_{max}$ )が $8MGOe$ を越える特許請求の範囲第10項記載の永久磁石。

15.  $\{Ba(Co_bLa_{1-b})_{1-a}\}_x$   
 $(Fe_{1-x}Co_x)_{100-x-y-w}B_yM_w$  (但し、RはCo, Laを除き、Yを包含する希土類元素の少なくとも1種、 $5.5 \leq x \leq 20$ 、 $2 \leq y < 15$ 、 $0 \leq z \leq 0.7$ 、 $0 < w \leq 10$ 、 $0.80 \leq a \leq 1.00$ 、 $0 \leq b \leq 1$ 、MはZr, Nb, Mo, Hf, Ta, Wの少なくとも1種)からなる合金浴湯を高速急冷後に $300 \sim 900$ ℃の温度範囲にて焼純する永久磁石の製造方法。

### 3. 発明の詳細な説明

#### 〔産業上の利用分野〕

この発明は各種電気機器等に使用される高性能磁石、特に希土類元素を含む合金系の急冷磁石およびその製法に関し、Fe - R - B系(RはYを含

むNd - Fe系合金インゴットを $2 \sim 10 \mu m$ 程度に微粉化する工程を有するため、取り扱いが難かしいこと、あるいは粉末冶金プロセスは工程数が多い(溶解→鋳造→インゴット粗粉碎→微粉碎→プレス→焼結→磁石)ため安価な原料を用いるという特徴を生かせない面があった。

一方高速急冷法による磁石では工程が簡素化され(溶解→高速急冷→粗粉碎→冷間プレス(温間プレス)→磁石)かつ微粉化工程を必要としないという利点がある。しかしながら、高速急冷法による磁石を工業材料とすためには一層の高保磁力化、高エネルギー積化、低コスト化および磁石特性の改良等が望まれていた。

希土類-鉄-ホウ素永久磁石の諸特性の中で保磁力は温度に鋭敏であり、希土類コイルト永久磁石の保磁力( $I_{He}$ )の温度係数が $0.15\% / \text{°C}$ であるのに対して、希土類-鉄-ホウ素永久磁石材料の保磁力( $I_{He}$ )の温度係数は $0.6 \sim 0.7\% / \text{°C}$ と4倍以上高いという問題点があった。したがって、希土類-鉄-ホウ素永久磁石材料は温度上昇に伴

む希土類元素である、以下同じ)およびFe - Co - B - B系の合金浴湯を急冷凝固させることによって優れた磁石特性を有する磁石としさらに急冷凝固後の磁石を特定条件下で焼純することによって、均質で安定な磁石性能を得るものである。

#### 〔従来の技術〕

高性能を有する希土類磁石としては、粉末冶金法によるSm-Co系磁石でエネルギー積として、 $3.2 MGOe$ のものが量産されているが、Sm, Coは原料価格が高いという欠点を有する。希土類の中で原子量の小さい希土類元素、たとえばセリウムやプラセオジム、ネオジムはサマリウムよりも豊富にあり、価格が安い。又Feは安価である。

そこで、近年Nd - Fe - B系磁石が開発され、特開昭59-46008号公報では、焼結磁石が、また特開昭60-9852号公報では、高速急冷法によるものが述べられている。

焼結法による磁石では、従来のSm-Co系の粉末冶金プロセスを適用出来るものの、酸化しやす

って減磁する危険が大きく、磁気回路上での限定された設計を余儀なくされていた。さらには、例えば、熱帯で使用する自動車のエンジンルーム内の部品用永久磁石としては使用不可能であった。希土類-鉄-ホウ素永久磁石材料は保磁力の温度係数が大きいところに実用上の問題があることは従来より知られており、保磁力の絶対値が大きい磁石の出現が望されていた(日経ニューマテリアル、1986、4-28(No.9)第80頁)。

R - B - Fe合金に液体急冷法により高い保磁力( $I_{He}$ )とエネルギー積を具備させることを提案する特開昭60-9852号公報の組成は、希土類元素R(Nd, Pr)=10%以上、B=0.5~10%、残部Feからなるものが特許請求の範囲に記載されている。従来R - B - Fe合金の優れた磁石特性は $Na_2Fe_{14}B$ 相化合物によるものと説明されており、そのため焼結法、高速急冷法共に磁石特性を改良するための多くの提案(特開昭59-89401, 60-144906, 61-579749, 57-141901, 61-73861号公報)はこの

化合物に該当する組成の近傍、すなわち、R = 1.2~1.7%、B = 5~8%の範囲の合金の実験に基づいている。希土類元素は高価であるため、その含有量を低下させることが望まれるが、希土類元素の含有量が1.2%未満になると、保磁力 1H<sub>c</sub> が急激に劣化するという問題があり特開昭60-9852号では R = 1.0% となると 1H<sub>c</sub> は 6 kOe 以下になる事が示されている。すなわち、R-B-F<sub>e</sub> 系合金において希土類元素の含有量が1.2%未満になると、保磁力 1H<sub>c</sub> が劣化する事実があったのであるが、かかる組成範囲において保磁力 1H<sub>c</sub> の劣化を防止するように組成ならびに組織を設計する方法は従来知られていないかった。

焼結法と高速急冷法においては、基本的に Nd<sub>2</sub>F<sub>14</sub>B 化合物を用いているが、応用物理第55巻、第2号(1986)頁121に示される如く、上記磁石は単なる製法の違いだけではなく両磁石は合金組織と保磁力発生機構の観点から全く異なったタイプの磁石である。すなわち焼結磁石は結

であり、焼結法においては実現出来ないものである。また1.2%以上においても、高速急冷法による保磁力を改良するものである。

さらに本発明は Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W 等の添加元素を用い、高速急冷することにより着班特性および耐食性が良好な磁石合金を提供するものである。またこの発明はその磁石の性能をさらに安定に得るための方法を提供するものである。

すなわち、本発明は、 $(\text{Ra}(\text{Co}_b\text{La}_{1-b})_{1-a})_x(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_z)_{100-x-y-w}\text{B}_y\text{M}_w$  (但し、R は Co, La を除き、Y を含む希土類元素の少なくとも 1 種、 $5.5 \leq x \leq 20$ 、 $2 \leq y < 15$ 、 $0 \leq z \leq 0.7$ 、 $0 < w \leq 10$ 、 $0.80 \leq a \leq 1.00$ 、 $0 \leq b \leq 1$ 、M は Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W の少なくとも 1 種) からなり、微結晶相あるいは微結晶とアモルファス相との混相からなる永久磁石にある。

本発明の磁石は、前記の組成の Fe-R-B および Fe-Co-R-B からなる系の合金浴湯をいわゆる液体急冷法によって高速で冷却凝固させたもの

晶粒径が約 1.0 μm であり、従来の Sm-Co 系磁石で言えば、逆磁区の核発生が保磁力を決める SmCo<sub>5</sub> 型磁石のようなニュークリエーション型であり、一方高速急冷磁石は 0.01~1 μm の微細粒子をアモルファス相が取り囲んだ極めて致密な組織により磁壁のピン止めが保磁力を決定する Sm<sub>2</sub>Co<sub>17</sub> 型磁石のようなピンニング型磁石である。それゆえ、特性向上のための両磁石へのアプローチの考え方としては保磁力発生機構が十分異なる事を考慮して検討する必要があった。

#### 〔問題点を解決するための手段〕

本発明は平衡相以外に非平衡相を用いる事が可能である高速急冷法に着目し、Fe(Co)-R-B 系に対する種々の添加元素の影響を検討した結果、Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W 等の特定の添加元素が R 含有量が少なくとも(1.2%未満)等方性であっても高保磁力、高エネルギー積を示し、实用に適した高性能磁石を提供しうる事を見出したものである。この発明は高速急冷法で得られるもの

である。この液体急冷法は、水冷等により冷却された金属製の回転体の表面に、ノズルから浴湯を射出して高速で急冷凝固させ、リボン状の材料を得る方法であり、ディスク法、單ロール法(片ロール法)、双ロール法等があるが、この発明の場合には片ロール法、すなわち 1 個の回転ロールの周面上に浴湯を射出する方法が最も適当である。片ロール法でこの発明の磁石を得る場合、水冷回転ロールの周速度は、2 m/sec ~ 300 m/sec の範囲内とする事が望ましい。その理由は、ロール周速度が 2 m/sec 未満の場合および 100 m/sec を越える場合のいずれにおいても保磁力 1H<sub>c</sub> が低くなるからである。高保磁力、高エネルギー積を得るためにロール周速度を 5 ~ 30 m/sec とする事が望ましい。このようにロール周速度 2 ~ 100 m/sec にて片ロール法で前記組成の合金浴湯を急冷凝固させることによって、保磁力 1H<sub>c</sub> が、3000 ~ 20000 Oe、磁化率が 80 ~ 150 mm<sup>3</sup>/gr の磁石が得られる。このように浴湯から直接急冷凝固されれば、非品質もしくは極めて微細な

結晶質の組織が得られ、その結果上述のように磁石特性が優れた磁石が得られるのである。

急冷後の組織は急冷条件により異なるが、アモルファスあるいは微結晶又はその混合組織からなるが、焼純により、その微結晶又はアモルファスと微結晶からなる組織およびサイズをさらにコントロール出来、より高い高特性が得られる。微結晶相としては、少くとも50%以上が、0.01~3μm未満好ましくは0.01~1μm未満の範囲内の大きさである時、高特性が得られる。アモルファス相を含まない組織からなる時高特性が得られる。

液体急冷法によって急冷凝固された磁石を、不活性ガス用気もしくは真空中において300~900°Cの温度範囲にて0.001~50時間焼純する。このような焼純熱処理を施すことによって、この発明で対象とする成分の急冷磁石では、急冷条件によって諸特性が敏感でなくなり、安定した特性が容易に得られる。ここで焼純温度は、300°C未満では焼純の効果はなく、900°Cを越える場合には、保磁力1H<sub>e</sub>が急激に低下する。また焼純時

は、40kOe以上110kOeにもかかばらず磁場が必要であり、通常の電磁石である15~20kOeで飽和磁化可能な磁石が望まれていた。本発明におけるZr, Nb等を含有させた磁石合金は図1に示す如く15~20kOeで十分磁化可能であるという利点を有し、そのため15~20kOeでの着磁後の特性は大変に改良される。

なお、図中、Fe-13.5Nd-5Bは従来の磁石の例、Fe-9.5Nd-8B-4Zrは本発明の磁石の例、横軸は着磁磁場(kOe)、縦軸はBr(H<sub>e</sub>)である着磁磁場における残留磁化に対するBr(40k)-40kOeの着磁磁場に対する残留磁化の比率である。

又液体急冷法により得られたリボン状の本磁石を直接もしくは粉碎した後に塑性加工等を用いて高密度かつ異方性化する事により約2~3倍の磁石特性の向上が見られる。

この塑性加工時の温度・時間条件は、焼純に因して説明した微結晶相が得られ、粗粒化を防げるよう適切に選択する必要がある。この点に因し、本発

間が0.001時間未満では焼純の効果がなく、50時間を越えてもそれ以上特性は向上せず、経済的に不利となるだけである。したがって焼純条件は前述のように規定した。また、上記焼純中に、磁場中処理を行なうことにより磁石特性を向上させることができる。得られたリボン状の磁石を、好ましくは30~500μmの粒径に粉碎して、冷間プレス又は温間プレスする事により高密度のペルク体磁石となす事が出来る。

さらに本発明に係る永久磁石は、液体急冷法の他に粉末結合法、すなわち液体急冷法により得たリボンまたは粉末を必要ならばさらに焼純処理および粉碎した後に、樹脂等で結合してマンティッド磁石とする事が出来る。

従来の高速急冷法により得られたリボン状の磁石あるいは、それを粉碎後ペルク体とした磁石およびマンティッド磁石は特開昭59-211549号公報に示される如く知られている。しかし従来の磁石はJ.A.P.6000, vol.15 (1986) 3685頁に示される如く飽和磁化まで着磁させるために

明におけるNb, Zr等の添加元素は結晶成長を抑制し、高温、長時間でも保磁力を劣化させず高い保磁力が得られるため温間塑性加工条件を改善するという利点を有している。

塑性加工法はホットプレス、押出し、圧延、スウェーリング、鍛造などにより行なわれる。ホットプレスの条件は550~1100°C, 200~2500kg/cm<sup>2</sup>が好ましい。特性上はホットプレス、押出加工が好ましい。ホットプレスは一次プレスだけでもよいが、さらに2次プレスを行うと、良好な磁石特性が得られる。

又押出し成形の場合550~1100°C, 400~1200kg/cm<sup>2</sup>が好ましい。

さらにこのように異方性化された磁石もマンティッド磁石として使用される。

以下余白

次にこの発明における成分限定理由について説明すると、希土類元素の量 $x$ の値が、5.5未満では保磁力 $I_{He}$ が低下、 $x$ の値が2.0を越えれば磁化の値が小さくなる。又 $Co$ と $La$ の複合添加の合計が2.0%を越えて添加されると最大エネルギー積が低下するので、 $0.8 \leq x \leq 1.0$ とした。又 $Sm$ メタルも、異方性化定数を低下させるので $x$ の2.0%以下に押えた方が良い。 $B$ の量 $y$ の値は、2未満では保磁力 $I_{He}$ が小さく、1.5以上では $Br$ が低下する。 $Co$ で $Fe$ を置換することで磁気性能が改善しあつキューリー温度も改良されるが、置換量 $w$ は0.7を越えると保磁力の低下をまねく。

$Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W$ の少なくとも1種のM元素の量 $w$ が1.0を越えると磁化の急激な減少をまねく。また $I_{He}$ の増加のためにには0.1以上の $w$ が好ましく、耐食性を上昇させるためには0.5以上より好ましくは1以上が良好である。M元素を2種以上複合添加すると、単独添加の場合よりも保磁力 $I_{He}$ 向上効果が大きい。なお複合添加の場合の添加量上限は1.0%である。

$x$ は0~0.7、より好ましくは0~0.6、 $w$ は0を含まず~1.0より好ましくは、2~1.0の範囲である。

又異方性で高エネルギー積を得るために好ましい領域は $x$ は6~1.2より好ましくは6~1.0未満、 $y$ は2~1.5未満より好ましくは4~1.2さらに好ましくは4~1.0、 $w$ は0~0.7より好ましくは0~0.6、 $w$ は0を含まず~1.0より好ましくは2~1.0の範囲である。

#### [作用]

第2図にM添加の作用を示す。図には実施例1に示すような方法で得られたりボン薄帯の保磁力 $I_{He}$ および実施例2で示すようなホットプレス法で得られた最大エネルギー積 $(BH)_{max}$ を示す。

また、組成としては、A: R-8B-残部鉄(比較例)およびB: R-8B-(3~6)Nb-残部鉄(本発明)、但しRはNdの例を示す。

この図からわかるように、Mの添加は約1.0原子%以上では特に高保磁力化に寄与しました低コ

$B$ の5.0%以下をSi, C, Ga, Al, P, N, Ce, S等で置換してもB単独と同様な効果を有する。

$y$ は2~1.5未満の範囲、 $w$ は0~0.7の範囲、 $w$ は0を含まず~1.0の範囲とする必要がある。なお、高保磁力を得るための好ましい領域として $x$ は12~20より好ましくは12~15、 $y$ は2~1.5未満、より好ましくは4~1.2さらに好ましくは4~1.0、 $w$ は0~0.7より好ましくは0~0.6、 $w$ は0.1~1.0より好ましくは2~1.0の範囲である。

又等方性で高エネルギー積を得るために好ましい領域は $x$ は1.2未満より好ましくは、1.0未満、 $y$ は2~1.5未満より好ましくは4~1.2、さらに好ましくは4~1.0の範囲、 $w$ は0~0.7より好ましくは0~0.6、 $w$ は0を含まず~1.0より好ましくは2~1.0の範囲である。

又等方性で着磁特性が良く高エネルギー積を得るために好ましい領域は $x$ は6~1.2より好ましくは、6~1.0未満、 $y$ は2~1.5未満より好ましくは4~1.2さらに好ましくは4~1.0の範囲、 $w$ は0~0.7より好ましくは0~0.6、 $w$ は0を含まず~1.0より好ましくは2~1.0の範囲、

スト化が可能な約1.0原子% Nd未満では特に最大エネルギー積 $(BH)_{max}$ の向上に寄与する事がわかる。またMは保磁力向上に対する寄与も大きい。このようない傾向は他の添加元素を用いた場合もほぼ同様を傾向を示す。

上述のような高保磁力化の原因としては、R含有量が1.2原子%以下、特に1.0原子%未満の場合には従来のR-Fe-B磁石に見られるような安定な正方晶 $R_2Fe_{14}B$ 化合物を使用する保磁力機構ではなく、高速急冷法により過飽和にM元素が固溶した準安定な $R_2Fe_{14}B$ 相を主相とした微細組織が原因となる。通常Mは約2~3%までは安定に高温で固溶しうるが、2~3%以上固溶するためには高速急冷法を用いなければ不可能であり、準安定に存在する。このことは第3、4図に示されるX線回折の結果からも推察される。

第3図は1.0m/sで高速急冷後700°C 10分間時効処理を施した磁石のX線回折図で、殆んど $R_2Fe_{14}B$ 相からなる。第4図は鋳造インゴットを作成後又は1150°C 4時間均質化処理後のX線回

折であるが、明らかに第3図と回折パターンが異なり主相が  $RFe_3$  相で構成されている。

それゆえ、添加元素Mは低R組成でも  $R_2Fe_{14}B$  相を安定化するが、この作用は高速急冷法においてのみ得られるものであり、焼結磁石ではこのような効果はない。

$R_xM_wB_y(Fe,Co)_{1-x-y-w}$  で表現すれば、 $2 \leq w \leq 10$ 、 $5.5 \leq x < 12$  好ましくは $6 \leq x < 10$ 、 $4 \leq y \leq 12$  好ましくは $4 \leq y \leq 10$ なる時上記作用影響が大である。又、添加元素Mはビンニングサイトのための境界相として働く副相を生成し、強化する働きをもつと考えられる。さらに、 $\alpha - Fe$  および他の相も一部副相として存在することができる。又 $\alpha - Fe$  および他の相も一部副相として存在することが出来る。

R含有量が10原子%以上特に12原子%以上の場合、保磁力発生機構は従来の  $R_2Fe_{14}B$  型相によるが、Mが結晶異方性定数を上昇させる効果により保磁力が向上すると考えられる。又本発明による磁石は先に述べた如く着磁場が低くてすみ

かつ量産安定性に優れた磁石である。

#### 実施例1

$R_x(F_{0.1-x}Co_x)_{100-x-y-w}B_yM_w$  なる組成を有する合金をアーカ溶解により作製した。得られた合金を溶融急冷法を用いて薄帯化した。10~80 mm/秒で回転するロール表面に石英ノズルを介して溶湯合金をアルゴンガス圧で射出冷却して非晶質あるいは微結晶質から成る薄帯を得た。

この薄帯にアルゴンガス雰囲気中 550~900 °C の温度範囲で時効処理を施した。得られた最高の磁気特性を第1表に示す。

第1表より、Mの添加により、 $iHc$  と  $(BH)_{max}$  の高い磁石が得られることがわかる。

以下余白

表 1

成	組成 (原子百分率)	$B_r$ (kG)	$iHc$ (KOe)	$(BH)_{max}$ (MGoe)
本発明	1 10.5Nd-5B-3Nb-ba1 Fe	8.5	16.0	1.45
/	2 10.5Nd-5B-2Nb-ba1 Fe	8.3	13.1	1.31
/	3 13 Nd-6B-2Nb-ba1 Fe	8.1	18.5	1.34
/	4 10.5Nd-5B-3Nb-10Co-ba1 Fe	8.4	15.1	1.44
/	5 10.5Nd-5B-2Nb-10Co-ba1 Fe	8.3	12.8	1.20
/	6 13 Nd-6B-2Nb-13Co-ba1 Fe	8.0	17.2	1.33
/	7 8Nd-2.5Pr-3B-4Nd-ba1 Fe	8.4	16.5	1.43
/	8 8Nd-2.5Pr-5.5B-4Nb-10Co-ba1 Fe	8.3	15.3	1.45
/	9 10.5Nd-5B-6Nb-ba1 Fe	8.2	17.0	1.35
/	10 10.5Nd-7B-3.5Nb-7Co-ba1 Fe	8.3	14.0	1.37
/	11 10.5Nd-5B-4Zr-ba1 Fe	8.4	16.8	1.44
/	12 10.5Nd-5B-2Zr-ba1 Fe	8.2	13.0	1.20
/	13 Nd-6B-2Zr-ba1 Fe	8.0	16.3	1.33
/	14 10.5Nd-5B-4Zr-10Co-ba1 Fe	8.3	14.9	1.43
/	15 10.5Nd-5B-2Zr-10Co-ba1 Fe	8.2	12.7	1.20
/	16 13 Nd-6B-2Zr-12Co-ba1 Fe	8.0	17.0	1.32
/	17 8Nd-2.5Pr-6B-4Zr-ba1 Fe	8.3	16.3	1.42
/	18 8Nd-2.5Pr-5.5B-4Zr-10Co-ba1 Fe	8.3	15.1	1.44
/	19 10.5Nd-5B-6Zr-ba1 Fe	8.2	17.0	1.35
/	20 10.5Nd-7B-3.5Zr-ba1 Fe	8.4	14.4	1.42
/	21 10.5Nd-5.5B-3Nb-12Zr-ba1 Fe	8.5	15.2	1.45
/	22 13Nd-6B-1.5Nb-1.5Zr-10Co-ba1 Fe	7.9	16.2	1.23
/	23 10Nd-1Pr-6B-3Nb-1H-ba1 Fe	8.4	15.3	1.42
/	24 11 Nd-6B-2Nb-2Ta-ba1 Fe	8.3	14.9	1.40
/	25 10.5Nd-6B-2Nb-1Mo-ba1 Fe	8.5	16.4	1.43
/	26 9Nd-1.5Pr-6B-2.5Nb-1W-ba1 Fe	8.5	14.7	1.41
/	27 10Nd-1Pr-6B-10Co-2Nb-2Ta-ba1 Fe	8.4	14.8	1.39
比較例	28 10.5Nd-5B-ba1 Fe	8.4	4.1	7.6
/	29 13 Nd-6B-ba1 Fe	8.0	12.0	1.21
/	30 10.5Nd-5B-10Co-ba1 Fe	8.2	3.7	7.0
/	31 13 Nd-6B-10Co-ba1 Fe	8.1	11.5	1.18

## 本発明の試料のNo.1～27および比較例No.28

～31の磁石を4.0°C、90%の湿度の雰囲気で  
100時間放置したところ、No.28～31の試料  
には0.1～1mmの錆が発生したが、本発明の試料  
には殆んど認められなかった。これよりMの添加  
は耐食性も改良している事がわかる。

## 実施例2

実施例1と同様に  $R_x(F_{0.1-x}Co_x)_{100-x-y-w}B_yM_w$   
なる合金を作成した。得られた最高の磁気特性を  
第2表に示す。

以下余白

第2表

M	組成(原子百分率)	B <sub>r</sub> (KO)	I <sub>Hc</sub> (KO <sub>s</sub> )	(BH) <sub>max</sub> (MG <sub>Oe</sub> )
本発明	1 10.5Nd-5B-2Mo-ba1 Fe	8.3	1.21	13.9
-	2 10.5Nd-5B-4Mo-ba1 Fe	7.9	1.26	13.0
-	3 13 Nd-6B-2Mo-ba1 Fe	7.8	1.56	12.9
-	4 10.5Nd-5B-2Hf-ba1 Fe	8.3	1.28	13.1
-	5 10.5Nd-5B-4Hf-ba1 Fe	8.4	1.40	14.1
-	6 13 Nd-6B-2Hf-ba1 Fe	8.0	1.65	13.4
-	7 10.5Nd-5B-2Ta-ba1 Fe	8.4	1.80	14.1
-	8 10.5Nd-5B-4Ta-ba1 Fe	8.1	1.41	13.5
-	9 13 Nd-6B-2Ta-ba1 Fe	8.0	1.67	13.4
-	10 10.5Nd-5B-2W-ba1 Fe	8.3	1.22	13.8
-	11 10.5Nd-5B-4W-ba1 Fe	8.0	1.27	13.1
-	12 13Nd-6B-2W-ba1 Fe	7.9	1.67	12.8
-	13 8Nd-2.5Pr-5B-2Mo-ba1 Fe	8.3	1.22	13.8
-	14 8Nd-2.5Pr-5B-2Hf-ba1 Fe	8.2	1.29	13.0
-	15 8Nd-2.5Pr-5B-2Ta-ba1 Fe	8.3	1.31	14.0
-	16 8Nd-2.5Pr-5B-2V-ba1 Fe	8.2	1.23	13.9
-	17 10.5Nd-5B-2Mo-7Co-ba1 Fe	8.3	1.20	13.8
-	18 10.5Nd-5B-4Mo-10Co-ba1 Fe	7.9	1.25	13.1
-	19 13 Nd-6B-2Mo-13Co-ba1 Fe	7.9	1.56	12.8
-	20 10.5Nd-5B-2Hf-7Co-ba1 Fe	8.4	1.27	13.2
-	21 10.5Nd-5B-4Hf-10Co-ba1 Fe	8.4	1.40	14.0
-	22 13 Nd-6B-2Hf-13Co-ba1 Fe	8.0	1.64	13.3
-	23 10.5Nd-5B-2Ta-7Co-ba1 Fe	8.4	1.31	14.0
-	24 10.5Nd-5B-4Ta-10Co-ba1 Fe	8.2	1.39	13.3
-	25 13 Nd-6B-2Ta-13Co-ba1 Fe	8.0	1.68	13.4
-	26 10.5Nd-5B-2W-7Co-ba1 Fe	8.3	1.24	13.7
-	27 10.5Nd-5B-4W-10Co-ba1 Fe	8.0	1.28	13.0
-	28 13Nd-6B-2W-13Co-ba1 Fe	8.0	1.58	12.9
-	29 8Nd-2.5Pr-5B-2Mo-ba1 Fe	8.3	1.23	13.5
-	30 8Nd-2.5Pr-5B-2Hf-ba1 Fe	8.2	1.28	12.9
-	31 8Nd-2.5Pr-5B-2Ta-ba1 Fe	8.4	1.30	14.1
比較例	32 8Nd-2.5Pr-5B-2W-ba1 Fe	8.2	1.22	13.8
-	33 10.5Nd-5B-ba1 Fe	8.4	4.1	7.5
-	34 13 Nd-6B-ba1 Fe	8.0	1.06	11.9
-	35 10.5Nd-5B-10Co-ba1 Fe	8.2	3.7	7.0
-	36 13 Nd-6B-10Co-ba1 Fe	8.0	1.04	11.8

第2表から、Mo、Hf、Ta、Wの一種以上の添加により無添加合金より高特性が得られることわかる。又、本発明の試料と比較例の試料(No.33~36)を40℃、90%の湿度の雰囲気で100時間放置したところ、比較例の試料には、0.1~1mmの崩壊が発生したが、本発明の試料にはあまり認められなかった。これより本発明の試料は耐食性も良好である事がわかる。

## 実施例3

第3表に示すような組成を有する合金が、持られるように原料を配合し、高周波加熱によってこれらの原料を溶解し、アルゴン雰囲気中にて周速40m/minで回転している鋼ロールに石英ノズルから熔湯を噴出し、厚さ約2.0mm、幅5mmのリボンを得た。次いでリボンを50~200μm程度の粒径の粒子に粉碎した。得られた粉末を用いてアルゴン雰囲気内にて約700℃、加圧力700kg/cm<sup>2</sup>、10分間の条件で第1次のホットプレスによる加工を行なって、20×20×20mmの寸法の中間成形体を得た。

次にこれを用いて、圧力方向に直角な方向が第一次で、第2次のホットプレスによる塑性加工を行ない島方性磁石とした。ホットプレス条件は時間7分、40分、加圧力900kg/cm<sup>2</sup>、温度は720℃であった。第2次のプレス加工により(加圧方向に)50~70%の加工を施した。リボンの磁石特性及び第2次のプレス加工後の磁石特性を第4表に示す。

以下余白

第3表

	No.	組成(原子百分率)
本発明	1	10.5Nd-5B-4Nb-bal Fe
#	2	13Nd-6B-3Nb-bal Fe
#	3	10.5Nd-5B-3Nb-10Co-bal Fe
#	4	8Nd-2.5Pr-5B-4Nb-bal Fe
#	5	10.5Nd-7B-3.5Nb-7Co-bal Fe
#	6	10.5Nd-5B-4Zr-bal Fe
#	7	13Nd-6B-3Zr-bal Fe
#	8	10.5Nd-5B-3Zr-10Co-bal Fe
#	9	8Nd-2.5Pr-5B-4Zr-bal Fe
#	10	10.5Nd-7B-3.5Zr-bal Fe
#	11	10.5Nd-5.5B-2Nb-2Zr-bal Fe
#	12	10.5Nd-5B-4Mo-bal Fe
#	13	12Nd-1Pr-6B-2Hf-bal Fe
#	14	10.5Nd-5B-4Ta-bal Fe
#	15	9Nd-1.5Pr-5B-3W-bal Fe
#	16	9Nd-2Pr-6B-10Co-2Nb-2Ta-bal Fe
#	17	9Nd-1Pr-1La-6B-10Co-3Mo-bal Fe
比較例	18	10.5Nd-6B-bal Fe
#	19	13Nd-6B-bal Fe
#	20	10.5Nd-5B-10Co-bal Fe

第 4 表

No.	リボン特性	2 次 H · P 後 ( 加压 7 分 )			2 次 H · P 後 ( 加压 40 分 )					
		iHc (KOe)	Br (KG)	(BH) <sub>max</sub> (MGoe)	iHc (KOe)	Br (KG)	(BH) <sub>max</sub> (MGoe)	iHc (KOe)	Br (KG)	(BH) <sub>max</sub> (MGoe)
本発明	1	16.0	8.5	14.5	16.0	13.0	37.7	16.0	13.0	37.6
#	2	19.0	8.1	13.2	18.8	12.2	34.5	18.7	12.3	34.7
#	3	14.5	8.3	13.7	14.3	12.7	35.5	14.3	12.8	36.0
#	4	16.5	8.4	14.3	16.3	12.9	36.5	16.2	12.9	36.4
#	5	14.2	8.4	14.4	14.1	12.7	35.6	13.9	12.8	35.7
#	6	15.8	8.4	14.4	15.8	12.9	37.0	15.6	13.0	37.2
#	7	18.7	8.0	13.3	18.6	12.3	34.6	18.5	12.4	34.6
#	8	13.6	8.2	13.7	13.4	12.6	35.3	13.3	12.7	35.5
#	9	16.3	8.3	14.2	16.1	12.7	35.5	16.1	12.8	36.0
#	10	14.2	8.3	14.0	14.1	12.9	37.0	13.9	13.0	37.2
#	11	19.4	8.5	14.6	19.2	13.0	38.2	19.1	13.1	38.5
#	12	12.6	7.9	13.0	12.5	12.1	34.1	12.3	12.2	34.5
#	13	16.5	8.0	13.4	16.3	12.0	34.4	16.2	12.3	34.5
#	14	14.1	8.2	13.6	14.0	12.6	35.6	14.0	12.7	35.9
#	15	16.0	8.1	13.4	14.8	12.2	34.4	14.7	12.3	34.6
#	16	14.5	8.4	13.9	14.6	12.8	36.7	14.5	12.9	37.0
#	17	12.6	8.2	12.7	12.5	12.3	34.4	12.4	12.4	34.6
比較例	18	4.3	8.4	7.5	2.0	12.8	9.2	1.0	12.9	5.1
#	19	12.0	8.0	12.1	9.0	12.0	31.1	6.5	12.1	27.2
#	20	3.7	8.2	7.0	1.8	12.6	8.0	0.8	12.7	5.0

上表より本発明の No. 1 ~ 17 の組成において、  
温間塑性加工後の M 添加合金の磁石特性は著しく  
上昇し、特に iHc の向上および iHc の維持に寄与  
があることがわかる。

#### 実施例 4

$Nd_x(Fe_{1-x}Co_z)_{100-x-y-w}B_yM_w$  なる組成を有する合金について実施例 1 と同様の処理を行なつた結果を第 5 表に示す。

以下余白

第 5 表

		組成 (原子百分率)	B <sub>r</sub> (KG)	I <sub>He</sub> (KO <sub>s</sub> )	(BH) <sub>max</sub> (MO <sub>s</sub> )
本発明	1	9 Nd-5B-3.5Nb-bal Fe	8.8	1.6.3	1.6.4
#	2	9 Nd-5B-3.5Zr-bal Fe	8.8	1.6.2	1.6.4
#	3	9 Nd-5B-3.5Nb-12Co-bal Fe	8.9	1.6.4	1.6.6
#	4	9 Nd-5B-3.5Zr-12Co-bal Fe	9.0	1.6.9	1.6.6
#	5	9 Nd-8.5B-4Zr-bal Fe	8.7	1.4.0	1.7.0
#	6	9 Nd-8.5B-4Nb-bal Fe	8.6	1.5.0	1.6.4
#	7	9.5Nd-7.6B-3Zr-7Cr-bal Fe	8.7	1.2.5	1.6.8
#	8	9 Nd-5B-3Nb-bal Fe	9.0	1.6.8	1.6.9
#	9	8Nd-6B-3Zr-15Co-bal Fe	9.2	1.1.1	1.7.2
#	10	8Nd-6B-3Zr-bal Fe	9.2	1.6.0	1.7.0
#	11	8Nd-9B-3Nb-16Co-bal Fe	9.0	1.5.9	1.7.1
#	12	7.5Nd-9B-4.5Zr-bal Fe	8.5	1.1.0	1.6.4
#	13	7.5Nd-9B-4.5Nb-bal Fe	8.5	1.1.0	1.6.3
#	14	7.5Nd-5.5B-3.5Zr-bal Fe	9.7	1.6.0	1.8.7
#	15	7.5Nd-6B-3.5Nb-bal Fe	9.7	1.5.2	1.8.8
#	16	7.5Nd-8B-2Nb-2Zr-bal Fe	9.7	1.6.6	1.9.2
#	17	7.5Nd-6.5B-3.5Zr-14Co-bal Fe	10.0	1.5.1	1.9.5
#	18	7.5Nd-5B-3.5Nb-12Co-bal Fe	9.9	1.5.3	1.8.3
#	19	7.5Nd-5B-2Nb-13Cr-bal Fe	9.9	1.6.4	1.8.0
#	20	7.5Nd-9B-4.5Zr-10Co-bal Fe	8.6	1.1.0	1.5.7
#	21	6.5Nd-8.5B-6.5Zr-bal Fe	8.3	1.0.0	1.5.0
#	22	9.5Nd-6.5B-4Nb-bal Fe	8.7	1.3.2	1.6.7
#	23	9.5Nd-6.5B-4W-bal Fe	8.7	1.3.3	1.6.9
比較例	24	7.5Nd-8.5B-4T <sub>1</sub> -bal Fe	8.6	1.1.5	1.5.7
#	25	7.5Nd-8.5B-4Hf-bal Fe	8.8	1.2.0	1.5.8
比較例	26	8 Nd-5B-bal Fe	9.0	4.7	8.0
#	27	8 Nd-8B-15Co-bal Fe	9.0	4.7	8.0
#	28	9 Nd-7B-bal Fe	8.9	4.4	7.5

## 実施例 5

第 6 表に組成を示す合金を実施例 2 と同様に処理した結果を第 7 表に示す。

第 6 表

		組成 (原子百分率)
本発明	1	8 Nd-1Pr-5B-3.5Nb-bal Fe
#	2	7.5Nd-1Pr-0.5La-6B-3.5Zr-12Co-bal Fe
#	3	7.5Nd-1.5La-5B-3Hf-bal Fe
#	4	9.5Nd-8B-4Zr-bal Fe
#	5	9.5Nd-7B-3.5Nb-bal Fe
#	6	8.5Nd-1.2La-5B-3Mo-bal Fe
#	7	9 Nd-5B-3W-bal Fe
#	8	7.5Nd-8B-4Nb-bal Fe
#	9	7.5Nd-8.5B-4Zr-bal Fe
#	10	5.5Nd-10B-6.5Zr-bal Fe
#	11	8 Nd-0.5Dy-5.5B-3Ta-15Ce-bal Fe
#	12	7.5Nd-1.5La-5.5B-3Hf-10Co-bal Fe
比較例	13	5.5Nd-10B-bal Fe
#	14	8 Nd-5B-bal Fe
#	15	8 Nd-5B-12Co-bal Fe
#	16	8 Nd-8B-bal Fe

第 7 表

A	イ マ ン 特 性	2 次 H・P 後 (加圧 7 分)			2 次 H・P 後 (加圧 40 分)					
		Hc (KOe)	Br (KG)	(BH) <sub>max</sub> (MGOe)	Hc (KOe)	Br (KG)	(BH) <sub>max</sub> (MGOe)	Hc (KOe)	Br (KG)	(BH) <sub>max</sub> (MGOe)
本発明	1	16.3	8.8	16.4	16.1	13.0	39.5	16.0	13.1	39.7
#	2	16.0	9.2	16.7	16.6	13.2	40.2	16.5	13.3	40.5
#	3	15.5	9.3	16.8	15.4	13.3	40.3	15.3	13.3	40.4
#	4	12.3	8.7	16.8	12.1	13.1	40.5	11.9	13.2	40.6
#	5	12.7	8.6	16.0	12.5	13.2	39.5	12.3	13.2	39.7
#	6	15.2	9.1	16.5	15.1	13.1	40.4	15.0	13.2	40.5
#	7	15.5	9.2	16.6	15.4	13.2	40.4	15.3	13.3	40.4
#	8	10.3	8.6	16.6	10.2	13.1	40.4	10.1	13.2	40.4
#	9	10.1	8.6	16.7	10.0	13.2	40.3	9.9	13.3	40.5
#	10	8.4	9.0	15.5	8.2	12.4	34.0	8.0	12.5	33.6
#	11	15.4	9.4	17.0	15.3	13.4	40.5	15.1	13.4	40.6
#	12	15.5	9.3	16.8	15.4	13.2	40.3	15.3	13.3	40.4
比較例	13	3.2	11.6	6.3	2.5	13.1	9.7	0.7	13.1	4.0
#	14	4.7	9.0	8.0	3.0	13.0	10.0	1.0	13.0	4.5
#	15	4.7	9.0	7.9	3.1	13.1	10.1	0.9	13.1	4.0
#	16	4.5	8.9	7.5	2.8	12.8	9.0	0.8	12.8	3.0

## 実施例 6

実施例 1 と同様な方法で第 8 表に示す組成の合金を作成した。

この試料を振動式磁力計を用います 18 KOe で着磁測定し、次に 40 KOe でパルス着磁後測定したものと比較した。その値を  $Br_{18k}/Br_{40k}$  (%) で示す。

なお表中の値は 40 KOe でパルス着磁した試料の値である。

以下余白

第 8 表

A	組 成	B <sub>r</sub> (KG)	H <sub>c</sub> (KOe)	(BH) <sub>max</sub> (MGOe)	$Br_{18k}/Br_{40k}(\%)$
本発明	1 10.5Nb-6B-4Nb-10Co-balFe	8.4	14.1	14.4	0.97
#	2 10.5 Nd-7B-4Zr-balFe	8.4	13.8	14.4	0.97
#	3 10.5Nb-8B-4Zr-10Co-balFe	8.3	12.8	14.3	0.98
#	4 10.5Nb-6B-4Hf-balFe	8.3	12.8	13.1	0.96
#	5 9Nb-6.5B-3.5Nb-balFe	8.8	11.5	16.4	0.98
#	6 7.5Nd-8.5B-5Zr-balFe	9.0	10.2	15.2	0.99
#	7 6.6Nd-9.5B-6.5Zr-balFe	8.4	9.0	14.9	0.99
#	8 9Nd-8B-4Ta-7Co-balFe	8.7	11.0	15.8	0.98
比較例	9 13.5Nd-6B-balFe	7.8	12.0	12.5	0.92

第8表より本系合金は着磁が容易である事がわかる。

## 実施例7

9.5 Nd-8B-4Zr-bal Feなる組成を有する合金をアーチ溶解により作製した。得られた合金を浴湯急冷法を用いて薄帯化した。7.5~30 m/秒で回転するロール表面に石英ノズルを介して浴湯合金をアルゴンガス圧で射出冷却して非晶質あるいは微結晶質から成る薄帯を得た。

この薄帯はアルゴンガス雰囲気中750°Cで10分間時効処理を施した。得られた磁気特性を第9表に示す。

第9表

No.	基板速度 (m/秒)	B <sub>r</sub> (KG)	I <sub>He</sub> (KOe)	(BH) <sub>max</sub> (MGOe)
1	7.5	8.7	11.3	16.2
2	10	8.8	11.4	16.5
3	15	8.7	11.8	16.3
4	20	8.7	11.7	16.1
5	30	8.5	11.6	15.6

第10表

No.	組成 (原子百分率)	B <sub>r</sub> (KG)	I <sub>He</sub> (KOe)	(BH) <sub>max</sub> (MGOe)
1	9.5 Nd-8B-4Zr-bal Fe	7.1	12.0	10.5
2	9.5 Nd-6B-4Nb-bal Fe	6.8	12.5	9.6
3	7.5 Nd-9B-4Zr-bal Fe	6.7	9.2	9.3
4	7.5 Nd-9B-10Co-4Nb-bal Fe	6.7	9.5	9.3
比較例	9.5 Nd-8B-bal Fe	6.7	5.0	5.7
	7.5 Nd-8.5 B-bal Fe	4.5	3.4	2.3
	13.5 Nd-5B-bal Fe	6.0	13.0	6.8

又比較のため、9.5 Nd-8B-bal Feなる組成の合金を同様に作成、700°Cで10分間熱処理した。得られた最高の(BH)<sub>max</sub>は7 MGOeであった。さらにNo.1~5の試料についてI<sub>He</sub>およびB<sub>r</sub>の温度係数を20°C~110°Cにわたって測定した所、 $\frac{dB_r}{dT} = 0.08 \sim 0.11 \%/\text{C}$ 、 $\frac{dI_{He}}{dT} = 0.34 \sim 0.40 \%/\text{C}$ と良好な値を示した。

## 実施例8

下記の第10表に示される特性を有する薄帯を約100 μmに粉碎し熱硬化性樹脂と混合しプレス成形し、密度約6g/ccのポンド磁石を得た。40kOeのペルス着磁を施し測定した結果を第10表に示す。

以下余白

又本発明のNo.1~4の磁石は18kOeでの着磁が40kOeでのペルス着磁と比べ97%以上と良好であり、又温度特性は実施例7のリボンと同様に良好な値を示した。

又比較例のNo.7の試料の18kOeでの着磁は92%であった。さらに比較例のB<sub>r</sub>、I<sub>He</sub>の温度特性(20~110°C)を調べた所 $\frac{dB_r}{dT} = 0.14 \%/\text{C}$ 、 $\frac{dI_{He}}{dT} = 0.41 \%/\text{C}$ であった。

以下余白

## 実施例 9

第11表に示すような組成を有する合金が得られるように原料を配合し、高周波加熱によってこれらの原料を溶解し、アルゴン雰囲気中にて周速40m/secで回転している硝ロールに石英ノズルから浴湯を噴出し厚さ約20mm、幅5mmのリボンを得た。次いでリボンを50~200μm程度の粒径の粒子に粉碎した。得られた粉末を用いて、アルゴン雰囲気にて約780°C、加圧力1,000kg/cm<sup>2</sup>、15分間の条件で第1次のホットプレスによる加工を行なって30φ×30mmの成形体とした。次にこの成形体を最終製品形状外径50mm、内径44mm、アーチ角60°になるよう800°Cで押出し加工した。押し出し比は8で押出圧8ton/mm<sup>2</sup>であった。その後得られた押し出し品を長さ10mmに切断した。得られた押出品は半径方向に異方性を示した。磁石特性と密度は第11表の通りであった。

に結晶粒径を制御することにより一層高い保磁力IHcを発揮できるものであるから、単に液体急冷法の製法だけではなく、結晶粒径制御するよう条件を選定すればホットプレス法等の温間加工も製法として採用できる。このホットプレス法において、M元素の添加の作用により、温度・時間条件の結晶成長に対する敏感性が緩和されるため、本磁石は製造しやすいとの利点がある。また極めて沿面特性に優れた磁石であるという特徴がある。

さらに、特筆すべき点として、希土類元素Rの含有量が10%未満においても、希土類元素Bの含有量10%以上の場合と遜色ない磁石特性が得られる。よって、本発明により、低コストでありかつ保磁力およびエネルギー積の高い磁石が提供されたこととなり、当該分野における本発明の意義は大きい。

## 4. 図面の簡単な説明

第1図は沿面特性のグラフ。

第2図は希土類元素含有量およびNbが磁石特性に及ぼす影響を説明するグラフ。

第11表

No	組成	IHe (kOe)	Br (KG)	(BH) <sub>max</sub> (MGoe)
1	9Nd-8B-3Nb-bal Fe	15.5	13.0	39.4
2	10.5Nd-6B-3Zr-bal Fe	15.6	13.1	40.1
3	10.5Nd-6B-3Nb-10Co-bal Fe	15.5	12.8	36.9

## 【発明の効果】

以上の説明、特に実施例から明らかなように、本発明により、M元素を添加することにより、R、Fe、B含有量が段階同一の系のM元素無添加磁石と比較して、添加量にもよるが、1.5倍以上の保磁力IHeが達成される。よって、R-B-Fe合金磁石の保磁力IHeの温度特性が優れないという欠点があるにせよ、かかる欠点を補って余りある高い保磁力IHe向上が達成され、そして実用性ある永久磁石が提供された。

また、本発明の磁石の組織は、焼純により過切

第3図は高速急冷後700°C、10分加熱した8Nd-4.5Zr-7.5B-bal FeのX線回折図。

第4図は上記と1150°Cで4時間加熱した同一組成の鋳造インゴットのX線回折図である。

## 特許出願人

ティーディーケイ株式会社

## 特許出願代理人

弁理士 青木 勉

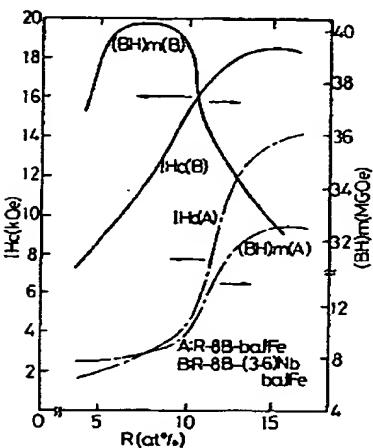
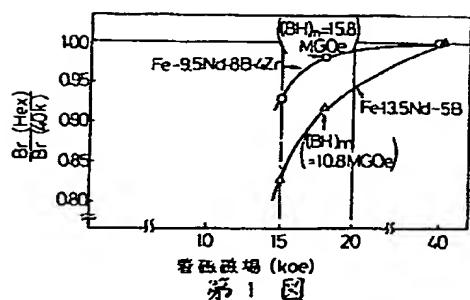
弁理士 西館 和之

弁理士 石田 敏

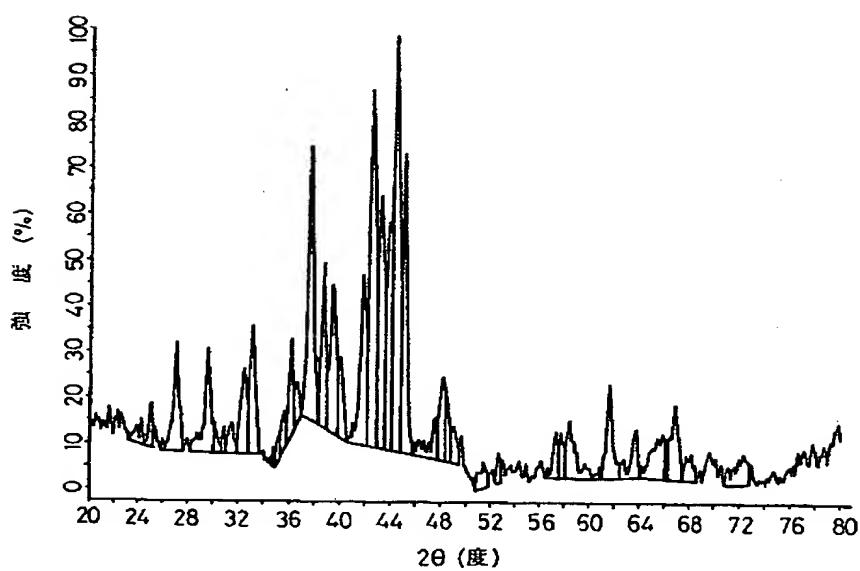
弁理士 村井 卓雄

弁理士 山口 昭之

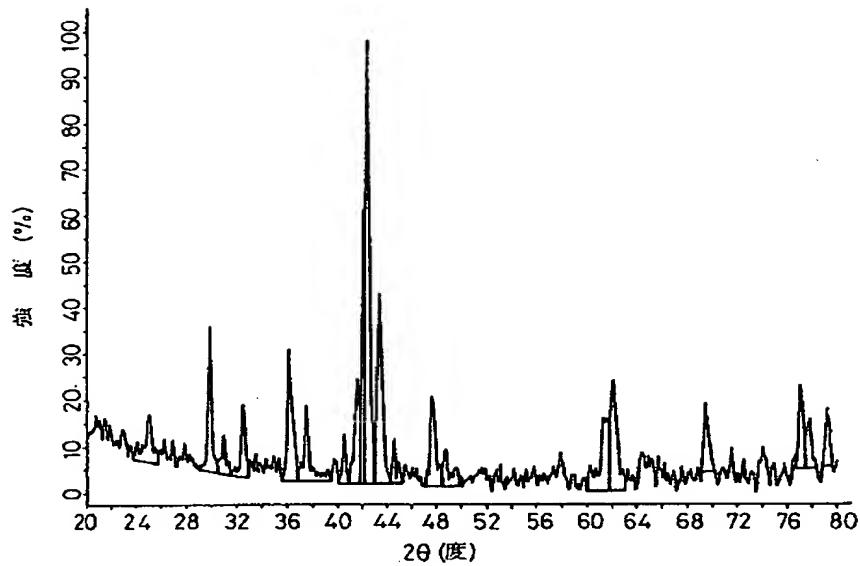
弁理士 西山 雄也



第 2 図



第 3 図



第4図

## 第1頁の続き

⑤Int.Cl.<sup>4</sup>  
C 22 C 38/00  
C 22 F 1/10

識別記号 303  
厅内整理番号 D-6813-4K  
6793-4K

優先権主張 ②昭61(1986)4月23日③日本(J P)④特願 昭61-94247  
 ②昭61(1986)5月14日③日本(J P)④特願 昭61-109970  
 ②昭61(1986)5月14日③日本(J P)④特願 昭61-109971  
 ②昭61(1986)5月14日③日本(J P)④特願 昭61-109972  
 ②昭61(1986)5月15日③日本(J P)④特願 昭61-111087  
 ②昭62(1987)2月5日③日本(J P)④特願 昭62-23509

THIS PAGE BLANK (USPTO)